

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-129347
 (43)Date of publication of application : 09.05.2000

(51)Int.Cl.

C21D 6/00
 C21D 1/06
 C21D 3/04
 C23C 8/38
 // C22C 38/00
 C22C 38/18
 C22C 38/60

(21)Application number : 10-297156
 (22)Date of filing : 19.10.1998

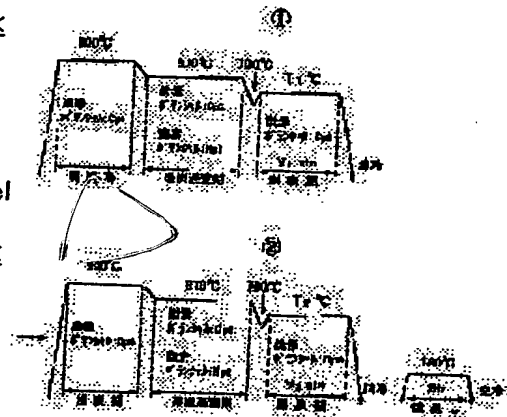
(71)Applicant : KOBE STEEL LTD
 (72)Inventor : MATSUSHIMA YOSHITAKE
 KURAMOTO HIROSHI

(54) PRODUCTION OF HIGH STRENGTH PARTS

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a method for efficiently production high strength parts excellent in pitting resistance and bending fatigue resistance.

SOLUTION: A steel containing by mass % 0.05-0.5% C, \leq 3% Si (not including 0%), \leq 2.5% Mn (not including 0%) and 2.5-15% Cr, is used. Then, as a heat treatment process, after executing carburizing and carbonitriding or after executing carbonitriding, immediately or after once cooling to the A1 transformation point or lower, the steel is again heated to the A1 transformation point - 1100° C and the decarburizing treatment is executed to form \leq 5 μ m the average grain diameter of carbide in the cross section within 0.1 mm from the surface.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 08.09.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2000-129347
(P2000-129347A)

(43) 公開日 平成12年5月9日 (2000.5.9)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	マークシート (参考)
C 2 1 D 6/00	1 0 1	C 2 1 D 6/00	D 4 K 0 2 8
1/06		1/06	1 0 1 K
3/04		3/04	E
C 2 3 C 8/38		C 2 3 C 8/38	G

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 8 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平10-297156

(22) 出願日 平成10年10月19日 (1998. 10. 19)

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町 1 丁目 3 番 18 号

(72) 発明者 松島 義武

神戸市灘区灘浜東町 2 番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(72) 発明者 藏本 廣志

神戸市灘区灘浜東町 2 番地 株式会社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(74) 代理人 100067828

弁理士 小谷 悦司 (外 1 名)

Fターム (参考) 4K028 AA01 AA03 AB01 BA02 BA03
BA12

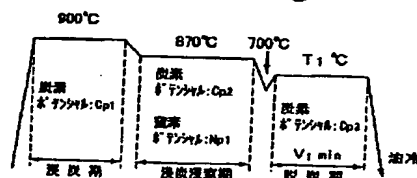
(54) 【発明の名称】 高強度部品の製造方法

(57) 【要約】

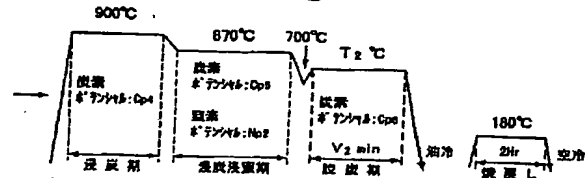
【課題】 耐ビッチング性及び耐曲げ疲労性に優れた高強度部品の効率良く製造する方法を提供する。

【解決手段】 C : 0. 05 ~ 0. 5 % (質量%、以下同じ), Si : 3 % 以下 (0 % を含まない), Mn : 2. 5 % 以下 (0 % を含まない), Cr : 2. 5 ~ 15 % を含有する鋼を用い、熱処理プロセスとして、浸炭、浸炭窒化または浸炭浸窒をした後、直ちに、若しくは一旦 A₁ 変態点以下に冷却してから再度 A₁ 変態点以上 1100 °C 以下の温度に加熱して脱炭処理を行うことにより、表面から 0. 1 mm 以内の断面における炭化物の平均粒径を 5 μm 以下とする高強度部品の製造方法である。

熱処理 ①



熱処理 ②



【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.05~0.5% (質量%、以下同じ)、Si : 3%以下 (0%を含まない)、Mn : 2.5%以下 (0%を含まない)、Cr : 2.5~15%を含有する鋼を用いて部品に加工し、熱処理プロセスとして、浸炭、浸炭窒化または浸炭浸窒をした後、

直ちに、若しくは一旦A₁変態点以下に冷却してから再度A₁変態点以上1100℃以下の温度に加熱して脱炭処理を行うことにより、表面から0.1mm以内の断面における炭化物の平均粒径を5μm以下とすることを特徴とする高強度部品の製造方法。

【請求項2】 上記熱処理プロセスを少なくとも1回行うものである請求項1に記載の製造方法。

【請求項3】 更に、

A₁ : 0.005~0.1%、および

N : 0.003~0.03%

を含有する鋼を用いるものである請求項1または2に記載の製造方法。

【請求項4】 更にMo : 2%以下、V : 2%以下、およびW : 2%以下 (いずれも0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも1種を含有する鋼を用いるものである請求項1~3のいずれかに記載の製造方法。

【請求項5】 更に、

Cu : 2%以下及び/又はNi : 2%以下 (いずれも0%を含まない) を含有する鋼を用いるものである請求項1~4のいずれかに記載の製造方法。

【請求項6】 更に、

Nb : 1%以下、Ti : 1%以下、及びB : 0.1%以下 (いずれも0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも1種を含有する鋼を用いるものである請求項1~5のいずれかに記載の製造方法。

【請求項7】 更に、

S、Pb、Ca、Zr、Te、SbおよびSeよりなる群から選択される少なくとも1種の元素が合計で0.1%以下に抑制された鋼を用いるものである請求項1~6のいずれかに記載の製造方法。

【請求項8】 請求項1~7のいずれかに記載の製造方法により得られた高強度部品に、更にショットピーニング処理することを特徴とする高強度部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、耐ピッチング性および耐曲げ疲労性に優れた高強度部品の製造方法に関する。本発明の製造方法によって得られる高強度部品は、自動車や建設機械、その他の各種産業機械に使用される歯車やシャフト類等に好適に利用される。

【0002】

【従来の技術】 自動車や建設機械、その他の各種産業機械に使用される機械部品のうち特に耐疲労性や耐摩耗性

が要求される機械部品は通常、所望の形状に加工した機械構造用肌焼鋼を表面硬化処理して製造される。上記表面硬化処理方法としては浸炭、高周波加熱、皮膜処理等が挙げられるが、良好な被削性や母材の高靱性が要求される部品では、従来より低炭素肌焼鋼を用い、表面炭素濃度を約1%以下に抑制するガス浸炭が採用されていた。しかし、機械類の更なる高性能化に伴い使用条件は益々過酷になっており、特にピッチングによる面疲労強度を一層高める為には上記ガス浸炭を使用したとしても不十分であり、ガス浸炭に代わって高濃度浸炭が注目を浴びている。

【0003】ところが、鋼材を高濃度浸炭すると、その表面には粗大なネット状炭化物が生成され易いことが知られている。この粗大炭化物は、曲げ応力が負荷される歯車の歯元等の折損起点となる他、歯面のピッチング発生起点にもなり得る為、その生成は極力抑えるべきである。そこで、表層部に存在する上記粗大炭化物を除去する為研削が行われているが、うまく研削しないと、耐曲げ疲労性及び耐ピッチング性に有効な浸炭層や窒化層まで研削されてしまうという不都合が生じる。これは、上述した粗大な炭化物が表面にネット状に生成すると、これが障害となって炭素の拡散が抑制される為、高炭素濃度域 (即ち、高硬度域) が極く表層部に限られたものになることに起因する。更に、このような粗大炭化物を有する鋼材をショットピーニングすると、歯車の折損起点には、比較的粗大な非金属介在物が表層内部に生成してしまい、曲げ疲労強度が著しく低下するという問題もある。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は上記事情に着目してなされたものであって、その目的は、耐ピッチング性および耐曲げ疲労性に優れた高強度部品を効率良く製造することのできる方法を提供することにある。

【0005】

【課題を解決するための手段】 上記課題を解決することのできた本発明に係る高強度部品の製造方法は、C : 0.05~0.5% (質量%、以下同じ)、Si : 3%以下 (0%を含まない)、Mn : 2.5%以下 (0%を含まない)、Cr : 2.5~15%を含有する鋼を用い、熱処理プロセスとして、浸炭、浸炭窒化または浸炭浸窒をした後、直ちに、若しくは一旦A₁変態点以下に冷却してから再度A₁変態点以上1100℃以下の温度に加熱して脱炭処理を行うことにより、表面から0.1mm以内の断面における炭化物の平均粒径を5μm以下とするところに要旨を有するものである。

【0006】 本発明において、上記熱処理プロセスを少なくとも1回行うこと；更にショットピーニング処理することは好ましい態様である。

【0007】 更に鋼中に、①A₁ : 0.005~0.1%、およびN : 0.003~0.03%を含有したり、

②Mo: 2%以下, V: 2%以下, およびW: 2%以下 (いずれも0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも1種を含有したり、③Cu: 2%以下及び/又はNi: 2%以下 (いずれも0%を含まない) を含有したり、④Nb: 1%以下, Ti: 1%以下, 及びB: 0.1%以下 (いずれも0%を含まない) したり、或いは、⑤鋼中のS, Pb, Ca, Zr, Te, SbおよびSeよりなる群から選択される少なくとも1種の元素を合計で0.1%以下に抑制したりすることも本発明の好ましい態様である。

【0008】

【発明の実施の形態】本発明者らは、高濃度浸炭処理に伴って生成する粗大炭化物を除去する方法について鋭意検討してきた。その結果、浸炭、浸炭窒化または浸炭浸窒処理 (以下、表面硬化処理と呼ぶ場合がある) した鋼を、直ちに、若しくは一旦A₁変態点以下に冷却してからA₁変態点以上 (好ましくは850℃以上) 1100℃以下の温度に、好ましくは5分間以上保持し、脱炭処理するという方法を採用すれば、表面から0.1mm以内に析出していた粗大な炭化物を、面積率2~60%で平均粒径5μm以下に微細化することができ、強度の著しく高められた高強度部品が得られることを見出し、本発明を完成したのである。

【0009】尚、C, Cr等の化学成分が本発明と概ね一致する鋼を用い、浸炭処理等することにより、実質的にM₇C₃型微細析出物を得る方法は既に特許第2596051号に開示されている。同公報に記載の方法によれば、「Cr量を3.0~10.0%とした鋼を用い、析出する炭化物が実質上M₇C₃型であって、平均アスペクト比が2以下となる様なC濃度に浸炭すると、とくに優れた特性の部品が得られる」こと、及び「比較的多量のCrを含んだ鋼を使用し、イオン浸炭法で浸炭することによりCr炭化物を積極的に析出させて表面硬度を高くし、耐摩耗性および耐ピッチング性を向上させる」旨記載されているが、現実問題として、所望のM₇C₃型炭化物以外に、粗大なM₂₃C₆型炭化物が析出することは避けられない。例えば同公報の図1には、900℃におけるFe-Cr-C系等温図が示されており、「析出するCr系炭化物を好ましい形態のM₇C₃型とするためには、Cr量を3~10%の範囲から選ぶ。3%に足りない量ではM₇C₃型の炭化物を析出させることができず、一方10%を超える量ではM₂₃C₆型炭化物が析出し易くなるためである」と説明しているが、同図を参照すれば、例えばCr量を同公報に記載の範囲内である3%に制御したとしても、M₇C₃型炭化物は全く析出されずM₂₃C₆型炭化物のみ析出すること; 実際問題としてCr量5%以下の鋼を用いた場合は、表面から内部にかけての炭素濃度勾配により表面の高濃度域ではM₂₃C₆型炭化物が多量に析出してしまい、実質的にM₇C₃型炭化物を析出させることは非常に困難であることは図1

より明瞭に読取れる。また、図1は900℃におけるFe-Cr-C系等温図であるが、更に高温領域になるとM₇C₃型炭化物の生成領域は一層狭くなることが予想され、高温領域下では、所望のM₇C₃型微細炭化物は益々得られ難くなると思料される。

【0010】本発明では、上記公報における実施困難性に鑑み、実操業レベルにおいても所望の微細炭化物を容易に得る方法を提供しようというものであり、本発明では、表面硬化処理によりたとえ粗大なM₂₃C₆型炭化物が析出したとしても、その後の適切な脱炭処理によって該炭化物を微細化し得ることを見出したところに技術的意義を有するものである。

【0011】以下、本発明を特徴付ける脱炭処理を中心に、本発明法について説明する。まず、本発明に用いられる鋼中の化学成分について説明する。

【0012】C: 0.05~0.5%

Cは表面硬化処理した部品に所定の芯部硬さを付与すると共に、有効硬化深さを確保するのに有効な元素である。この様な作用を有効に発揮させるには0.05%以上添加する必要がある。好ましくは0.10%以上である。但し、多過ぎると靱性、被削性、冷間加工性が低下するので、その上限を0.5%にする必要がある。好ましくは0.35%以下である。

【0013】Si: 3%以下 (0%を含まない)

Siは炭化物の粒界析出を抑制すると共に、炭化物を球状化させるのに有効な元素である。また、表面硬化層の基地を硬くする作用もあり、この様な作用を有効に発揮させる為には、0.10%以上添加することが推奨される。但し、3%を超えると合金鋼の浸炭性、浸窒性を阻害すると共に、部品の靱性、機械加工性が著しく損なわれてしまう。好ましくは2%以下である。

【0014】Mn: 2.5%以下 (0%を含まない)

Mnは溶製時の脱酸、焼入性の向上およびMnSの形成による切削加工性の向上を目的として添加される元素であり、この様な作用を有効に発揮させる為には0.30%以上添加することが推奨される。但し、2.5%を超えると鍛造性が低下するので、その上限を2.5%とした。好ましくは2.0%以下である。

【0015】Cr: 2.5~15%

Crは炭化物形成元素として、所定の炭化物量を確保する為に加えられる他、炭化物の球状化促進作用も有する。但し、2.5%未満では、炭化物の形態は炭素濃度にかかわらず全てM₂₃C₆型となってしまう、その大きさは20μmにも達するので避けるべきである。従って、本発明ではCr量を2.5%以上添加することが必要である。好ましくは3.0%以上である。但し、15%を超えると、比較的粗大なM₂₃C₆型炭化物が生成してしまい、部品の疲労強度が低下してしまう。好ましくは12.0%以下である。

【0016】本発明法は、基本的に上記成分を含有し、

残部：鉄および不可避免的不純物からなるが、その他、一層優れた作用を具備させることを目的として、下記元素を積極的に添加することが推奨される。

【0017】Al: 0.005~0.1%

Alは脱酸と結晶粒の微細化に有効な元素であり、熱処理時にAlNが生成し、焼入れ後の結晶粒を微細化する作用を有する。この様な作用を有効に発揮させる為には、0.005%以上添加することが推奨される。但し、0.1%を超えて過剰に添加すると、結晶粒が凝集し、結晶粒の成長を招く。

【0018】N: 0.003~0.03%

NはAlと結合してAlNを生成し、オーステナイト結晶粒を微細化させる元素であり、その結果ピッチング寿命が向上する。0.003%未満ではこの様な効果は得られない。しかしながら0.03%を超えて添加しても上記効果は飽和してしまうので、その上限を0.03%以下にすることが推奨される。

【0019】Mo: 2%以下, V: 2%以下およびW: 2%以下 (いずれも0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも1種

これらの元素はいずれも炭化物を形成、微細化し、含有量の増加に伴って浸炭量を増加させる他、これらの複合炭化物は硬質である為、浸炭層の硬さを高める作用を有する。しかし、いずれの元素も2%を超えて添加すると部品の靱性、機械加工性が低下してしまう。

【0020】Cu: 2%以下及び/又はNi: 2%以下 (いずれも0%を含まない)

Cu及びNiは、浸炭層の基地中に固溶することにより浸炭層の耐食性向上に寄与する元素であり、Niは更に靱性向上作用も有する。しかし、Cu量が2%を超えると部品の熱間加工性が低下してしまい、またNi量が2%を超えると部品の残留オーステナイトが多量に存在してしまう。

【0021】Nb: 1%以下, Ti: 1%以下およびB: 0.1%以下 (いずれも0%を含まない) よりなる群から選択される少なくとも1種

Nb, Ti, Bは、いずれも炭化物を形成して加熱時のオーステナイト結晶粒を微細化する元素である。更にNbは、焼戻し等によって生じ易いM₇(C, N)またはM₇C₃から、M₂₃(C, N)またはM₂₃C₆への炭化物変態を防止する作用も有する。しかし、Nb量が1%を超えて添加しても上記作用は飽和してしまう。また、Ti量及びB量が夫々1%, 0.1%を超えると炭化物の過剰生々による靱性低下や疲労強度低下を招く。

【0022】S, Pb, Ca, Zr, Te, SbおよびSeよりなる群から選択される少なくとも1種の元素が合計で0.1%以下に抑制

S, Pb, Ca, Zr, Te, Sb, Seは、いずれも切削性の向上に有効な元素である。また、Zr, Te, Seは靱性の向上にも寄与する。しかし、S量が0.1

%を超えると靱性が低下すると共に、MnSが破壊の起点となってピッチング寿命が低下する。また、Pbは過剰に添加すると、摩擦熱によってPbが溶融し、表面破壊の起点となってピッチング寿命が低下する。更にTe, Sb, Seについては、過剰に添加してもその効果が飽和するのみならず、大型の非金属介在物を生成して表面破壊の起点となり、ピッチング寿命が低下してしまう。また、CaはAl₂O₃の周囲にCaOとして生成し、ピッチング強度を劣化させずに被削性を向上させる作用を有するが、その作用は0.1%で飽和してしまう。Zrも熱間圧延時にMnSの変形を抑制し、MnSの粒状化に寄与することによって、ピッチング強度を劣化させずに被削性向上作用を発揮するが、多量に添加するとZrO₂等の非金属介在物が多量に生成して耐ピッチング性が低下するので、その上限を0.1%とした。

【0023】次に、上記組成からなる鋼を部品に加工した後、表面硬化処理する。ここで、表面炭素濃度はCr含有量(2.5~15%)に応じて適宜設定する必要がある。具体的には、各温度におけるFe-Cr-C系等温図に基づき、設定される。但し、前記特許第2596051号の方法の様に、この表面硬化処理によってのみ炭化物を制御しようというのではなく、たとえ、この段階で粗大なM₃C型炭化物が析出したとしても、後記する脱炭処理により該粗大炭化物を除去し得るので、厳密な制御は不要である。

【0024】通常、Cr量が増加するとM₇C₃型炭化物の生成は促進され、Cr量が2.5~15%の場合、表面炭素濃度を0.7%以上、4.5%以下(より好ましくは0.8%以上、4.0%以下)に制御することにより、炭化物中に占めるM₇C₃型炭化物を面積率で30%以上生成させることができる。このM₇C₃型炭化物は2μm以上に成長することは殆どなく、自らを球状化させる作用を備えている。また、浸炭浸窒または浸炭窒化する場合、表面窒素濃度は残留オーステナイトの過剰生成を防止する為、1.5%以下(より好ましくは1.2%以下)に制御することが推奨される。

【0025】上記処理を行った後、直ちに、若しくは一旦A₁変態点以下に冷却してからA₁変態点以上1100℃以下の温度に保持して(好ましくは5分間以上)脱炭処理する。この様に本発明では、①浸炭処理、浸炭窒化または浸炭浸窒した後、直ちに脱炭処理しても良いし; ②或いは、浸炭処理、浸炭窒化または浸炭浸窒した後、一旦A₁変態点以下に冷却し、再度A₁変態点以上1100℃以下の温度に保持して脱炭処理しても良く、いずれの方法を採用しても本発明の範囲内に包含される。後者の方法を採用すれば、前者の方法に比べ、より微細な炭化物を多量に析出させることができるという利点が得られる点で有用である。

【0026】本発明では、この脱炭処理を採用したところに最重要ポイントが存在する。ここで、脱炭処理は、

上記の浸炭、浸炭窒化または浸炭浸窒における炭素ポテンシャル以下の雰囲気中で5分以上（好ましくは20分以上）脱炭処理することが推奨され、これにより、表面から0.1mm以内に、面積率2～60%存在する全炭化物のうち70%未満を占めるM₃C型の粗大な炭化物を微細化することができ、全炭化物の平均粒径を5μm以下にすることができる。

【0027】尚、脱炭処理温度については留意すべきである。脱炭処理温度が高すぎると、炭化物がオーステナイト中に溶解込み、鋼材表層部の残留オーステナイト量が増え、硬度の低下を招くからであり、残留オーステナイト量が40%以下となる様、脱炭処理温度の上限を制御する必要がある。また、脱炭処理温度が低過ぎると、脱炭処理時間が長くなる等の弊害もある。そこで、本発明では脱炭処理温度を、A₁変態点以上（好ましくは850℃以上）1100℃以下に特定した次第である。

【0028】本発明は上記脱炭処理を施したところに最重要ポイントが存在するのであり、従って脱炭処理した後の工程は特に限定されず、通常の処理を適宜選択して採用することができる。具体的には、ソルト焼入れ、油焼入れ等が挙げられるが、歪が問題となる場合には、ソルト焼入れすることが好ましい。また、焼き割れが生じる場合には、焼入れ後、低温で焼戻しすることが推奨される。

【0029】本発明では、熱処理プロセスとして、上記「浸炭、浸炭窒化または浸炭浸窒」→「脱炭」といった一連の工程を少なくとも1回行うことが推奨される。この熱処理プロセスを繰返し行うことにより、更に表層深くまで炭素や窒素を拡散することができるので極めて有効である。

【0030】更に、一連の熱処理後、ショットピーニング処理すれば、同一炭素濃度・同一窒素濃度であっても硬度や残留応力を増大させることができるという利点が見られる。その際、アークハイト：0.4mmA以上でショットピーニングすることが推奨される。但し、表面粗さが重要な部品については、更にアークハイトを下げるのが好ましい。

【0031】この様にして得られる高強度部品は、表面から0.1mm以内の断面に存在する炭化物が、平均粒径：5μm以下および面積率：2～60%を満足する（好ましくは、残留オーステナイト量が40%以下）と共に、該炭化物中に占めるM₇C₃の面積率：30%以上をも満足するものであり、強度が著しく高められた高強度部品を得ることができる。ここで、炭化物の平均アスペクト比は2以下に制御されていることが好ましい。上記炭化物等がネット状の場合は、その端に応力が集中して疲労亀裂の起点となり易いからである。

【0032】また、硬さ800HV以上の領域が表面から少なくとも0.05mm以上存在する高強度部品は、高硬度域が一層深くなり、耐ピッチング性および耐曲げ

疲労性に一層優れる為、本発明の好ましい態様である。

【0033】以下、実施例に基づいて本発明を詳細に述べる。ただし、下記実施例は本発明を制限するものではなく、前・後記の趣旨を逸脱しない範囲で変更実施することは本発明の技術的範囲に包含される。

【0034】

【実施例】表1に示す種々の供試鋼を鍛造し、溶体化・焼ならし処理した後、試験片に加工してから、図1および表2に示す熱処理条件（I～V）に基づき、浸炭、浸炭窒化および脱炭処理を施した。尚、各熱処理中において、炉内に各鋼をφ25×100mmに加工した丸棒を挿入し、取出した後、表層の切粉を化学分析することにより表面炭素濃度（C_s）および表面窒素濃度（N_s）を測定した。表2中、C_{p1}は、熱処理工程①における浸炭期の炭素ポテンシャルを、C_{p2}及びN_{p1}は、熱処理工程①における浸炭浸窒期の炭素ポテンシャル及び窒素ポテンシャルを、C_{p3}、T₁℃及びV₁minは、熱処理工程①における脱炭期の炭素ポテンシャル、脱炭温度及び脱炭時間を夫々意味する。また、C_{p4}は、熱処理工程②における浸炭期の炭素ポテンシャルを、C_{p5}及びN_{p2}は、熱処理工程②における浸炭浸窒期の炭素ポテンシャル及び窒素ポテンシャルを、C_{p6}、T₂℃及びV₂minは、熱処理工程②における脱炭期の炭素ポテンシャル、脱炭温度及び脱炭時間を夫々意味する。

【0035】この様にして得られた各試験片の断面硬さ分布を測定し、HV800以上の硬質層深さ（D₈₀₀）を求めた。更に、表面から0.1mm以内の断面に存在する炭化物を走査型電子顕微鏡により写真撮影し、該炭化物を画像解析することにより、その面積率、平均粒径、平均アスペクト比を測定した。また、表面から0.05mmの残留オーステナイト量はX線解析の並傾法により測定した。

【0036】更に、各試験片の強度特性を調べる為、耐ピッチング性および耐曲げ疲労性の項目につき、以下の要領で評価した。

【0037】〔耐ピッチング試験〕図2に示す形状のローラーピッチング疲労試験片を作製し、ローラーピッチング疲労試験機を用いて下記条件下で試験した場合、その半数が破壊に至るまでの寿命（B₅₀寿命）を測定することにより評価した。

・面圧：500MPa

・すべり：-40%

・回転数：1500rpm

【0038】〔耐曲げ疲労性〕図3(a)に示す形状からなる小野式回転曲げ疲労試験片を用い、アークハイト：0.82mmAでショットピーニングした後、小野式回転曲げ疲労試験機で、1千万回での疲労限（σ_{wb}）を測定することにより評価した。尚、図3(b)は、切欠部の拡大図（×10）を示す。得られた結果を表3及び5に記載する。

【0039】

【表1】

No.	C	Si	Mn	Cr	Al	N	その他
A	0.19	0.53	0.92	7.8	0.031	0.010	
B	0.17	0.45	0.77	12.0	0.033	0.011	
C	0.20	0.80	0.77	4.9	0.033	0.011	
D	0.36	0.42	0.76	7.9	0.032	0.010	
E	0.20	1.22	0.77	3.3	0.033	0.011	Mo:0.39, V:0.20
F	0.21	0.45	1.55	7.8	0.030	0.009	Mo:0.80
G	0.21	0.06	0.75	7.9	0.031	0.011	W:0.32
H	0.29	0.55	0.77	7.8	0.030	0.010	V:0.15, W:0.21, S:0.065
I	0.20	0.50	0.74	7.8	0.032	0.009	Mo:0.77, Nb:0.05, Pb:0.04
J	0.19	0.53	1.60	9.9	0.035	0.010	W:0.31, Cu:1.51, Ni:1.77
K	0.20	0.45	0.75	7.7	0.033	0.011	Mo:0.44, V:0.25, Ti:0.03
L	0.21	0.45	0.76	7.7	0.029	0.011	V:0.22, W:0.22, Sb:0.05
M	0.19	0.48	0.75	7.8	0.031	0.010	Te:0.03
N	0.20	0.21	0.88	1.1	0.032	0.010	

【0040】

【表2】

処理 No.	熱処理①						熱処理②						備考
	Cp ₁ (%)	Cp ₂ (%)	Np ₁ (%)	Cp ₂ (%)	T ₁ (°C)	V ₁ (min)	Cp ₂ (%)	Cp ₂ (%)	Np ₂ (%)	Cp ₂ (%)	T ₂ (°C)	V ₂ (min)	
I	1.6	なし		0.8	850	30	なし						本発明処理
II	1.6	1.6	0.8	0.8	870	30	なし						本発明処理
III	1.6	1.6	0.8	0.8	870	30	1.6	1.6	0.8	0.8	850	30	本発明処理
IV	1.6	なし		0.8	850	30	なし						本発明処理
V	1.6	なし					なし						比較処理

*: 浸炭後直ちに脱炭処理した。

【0041】

【表3】

No.	区分処理試料				Cs (%)	Ns (%)	炭化物			D ₅₀₀ (mm)	残留オース テナイト量 (%)	B ₅₀₀ 寿命 (×10 ⁴ 回)	σ _{wb} (MPa)
							面積率 (%)	平均粒径 (μm)	アスペクト比				
1	実施例	I	A	B	1.8	—	22	1.1	1.8	0.11	17	19	875
2	"	I	B	C	2.1	—	27	0.9	1.2	0.10	22	27	900
3	"	I	C	D	1.7	—	18	1.3	1.9	0.12	15	20	875
4	"	I	D	E	1.8	—	21	1.6	1.6	0.11	18	18	875
5	"	I	E	F	1.6	—	18	2.2	1.8	0.13	20	15	875
6	"	I	F	G	1.9	—	20	1.4	1.4	0.12	24	20	875
7	"	I	G	H	1.8	—	21	1.2	1.6	0.12	23	20	875
8	"	I	H	I	1.8	—	19	0.8	1.7	0.12	27	24	875
9	"	I	I	J	1.9	—	22	1.7	1.7	0.11	24	19	875
10	"	I	J	K	1.9	—	22	0.7	1.2	0.10	22	25	875
11	"	I	K	L	1.8	—	16	1.6	1.7	0.11	23	23	900
12	"	I	L	M	1.8	—	17	1.9	1.8	0.11	19	21	900
13	"	I	M	N	1.8	—	16	1.8	1.6	0.11	19	20	875
14	比較例	I	N		1.5	—	11	6.2	3.4	0.04	12	3.7	800
15	実施例	II	A	B	1.7	0.87	22	2.3	1.8	0.12	12	16	875
16	"	II	B	C	1.8	0.94	29	1.9	1.4	0.10	18	22	875
17	"	II	C	E	1.6	0.79	17	2.1	1.7	0.12	12	17	875
18	"	II	E	G	1.6	0.74	18	2.9	1.4	0.13	16	13	875
19	"	II	G	I	1.7	0.87	22	2.5	1.7	0.11	18	15	875
20	"	II	I	N	1.6	0.88	20	2.9	1.7	0.11	17	13	875
21	比較例	II	N		1.5	0.68	13	10.9	3.0	0.04	10	3.3	800

【0042】

【表4】

11

12

No.	区分処理試料				Cs (%)	Ns (%)	炭化物			D ₈₀₀ (mm)	残留オース テナイト量 (%)	B ₁₀ 寿命 (×10 ⁶ 回)	σ _{wb} (MPa)
							面積率 (%)	平均粒径 (μm)	アスペクト比				
22	実施例	III	A	1.8	0.93	26	1.3	1.6	0.16 0.15 0.17 0.18 0.16 0.16 0.07	21 27 21 24 25 29 14	24 32 25 19 26 26 5.2	900 925 900 875 900 900 825	
23		III	B	1.9	1.00	33	1.4	1.2					
24		III	C	1.8	0.85	21	1.4	1.6					
25		III	E	1.7	0.80	22	2.7	1.4					
26		III	G	1.8	0.93	25	1.3	1.6					
27		III	I	1.8	0.94	24	2.2	1.5					
28		比較例	III	N	1.7	0.74	17	7.7					2.8
29	比較例	V	A	2.0	—	18	9.7	2.6	0.12 0.11 0.11 0.12 0.13 0.13 0.12 0.11 0.12 0.11 0.12 0.11 0.12 0.11 0.04	25 31 22 24 23 28 23 28 30 27 28 24 24 15	3.3 5.2 3.8 3.7 2.8 3.2 3.3 3.6 2.9 3.3 3.1 4.6 3.0 2.0	800 825 800 800 775 800 800 800 800 800 800 825 775 750	
30		V	B	2.3	—	24	8.9	1.7					
31		V	C	1.9	—	13	9.1	2.7					
32		V	D	2.0	—	16	9.1	2.6					
33		V	E	1.8	—	13	10.3	2.8					
34		V	F	2.1	—	17	9.4	2.3					
35		V	G	2.0	—	14	9.5	2.2					
36		V	H	2.0	—	15	9.4	2.2					
37		V	I	2.1	—	17	9.9	2.1					
38		V	J	2.1	—	19	9.1	1.4					
39		V	K	2.0	—	14	9.6	2.0					
40		V	L	2.0	—	13	8.7	2.1					
41		V	M	2.0	—	11	9.9	2.2					
42		V	N	1.7	—	7	6.1	3.7					

【0043】

【表5】

【表5】

No.	区分処理試料				Cs (%)	Ns (%)	炭化物			D ₈₀₀ (mm)	残留オース テナイト量 (%)	B ₁₀ 寿命 (×10 ⁶ 回)	σ _{wb} (MPa)
							面積率 (%)	平均粒径 (μm)	アスペクト比				
43	実施例	IV	A	1.8	—	20	1.4	1.8	0.11	20	18	875	
44		IV	B	2.0	—	23	1.3	1.3	0.11	21	24		
45		IV	C	1.8	—	16	1.7	1.9	0.11	16	18		
46		IV	E	1.7	—	15	2.7	1.8	0.12	20	13		
47		IV	G	1.8	—	17	1.6	1.7	0.11	22	18		
48		IV	I	1.9	—	18	2.2	1.8	0.10	25	19		
49		比較例	IV	N	1.5	—	8	7.3	3.6	0.04	10		2.2

【0044】表1中、A～Mは鋼中の化学成分が本発明で特定する要件若しくは好ましい要件を満足する鋼であり、Nは、Cr量が本発明で規定する下限値を下回る鋼である。また、表2において、熱処理No. Iは「浸炭→脱炭→油冷」処理を、No. IIは「浸炭浸室→脱炭→油冷」処理を、No. IIIは「浸炭浸室→脱炭→油冷→浸炭浸室→脱炭→油冷→焼戻し→空冷」処理を、No. IVは「浸炭→脱炭→油冷」処理を（以上、いずれも本発明例）、No. Vは「浸炭」処理のみした比較例である。ここで、No. IVは浸炭後直ちに脱炭処理を行った例であり、No. Iの如く「浸炭後、一旦700℃に冷却してから再度T₁℃まで加熱し、脱炭処理した」例とは相違する。その意味では、No. IVは図1に示す熱処理①のパターン（浸炭等の後一旦冷却する工程を必須的に包含する）を厳密に反映するものではない。表3～表5の結果より以下の様に考察することができる。

【0045】まず、本発明で特定する要件若しくは好ましい要件を満足するNo. 1～13、No. 15～20、No. 22～28、No. 43～48は、いずれも所望のM₇C₃型微細炭化物が多数且つ深く生成されており、耐ビッチング性および耐曲げ疲労性のいずれも良好である。

【0046】これに対して本発明で特定する要件若しくは好ましい要件を満足しないものは夫々下記の不具合を有している。

【0047】No. 14：炭化物の平均粒径が5μmを超えており、D₈₀₀も0.04mmと浅く、耐ビッチング性および耐曲げ疲労性の双方が著しく低下している。

【0048】No. 21：炭化物の平均粒径が5μmを大きく超えており、アスペクト比も2を上回った。また、D₈₀₀も0.04mmと浅く、耐ビッチング性および耐曲げ疲労性の双方が著しく低下している。

【0049】No. 29：炭化物の平均粒径が5μmを超えており、アスペクト比も2を上回ると共に、耐ビッチング性および耐曲げ疲労性の双方が著しく低下している。

【0050】No. 30～42：炭化物の平均粒径が5μmを大きく超えており、アスペクト比も2を上回る例がある他、D₈₀₀が0.04mmと浅い例も見られると共に、いずれも耐ビッチング性および耐曲げ疲労性の双方が著しく低下している。

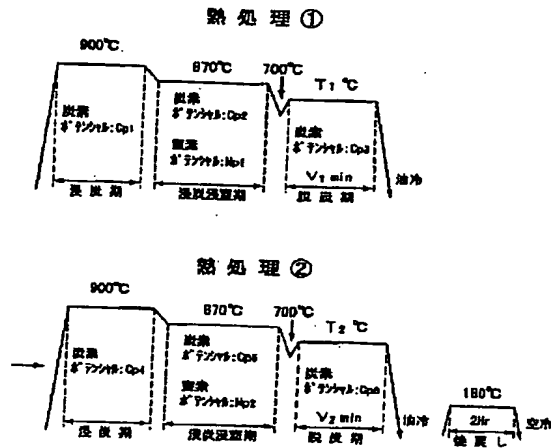
【0051】No. 49：炭化物の平均粒径が5μmを超えており、D₈₀₀も0.04mmと浅く、耐ビッチング

性および耐曲げ疲労性の双方が著しく低下している。

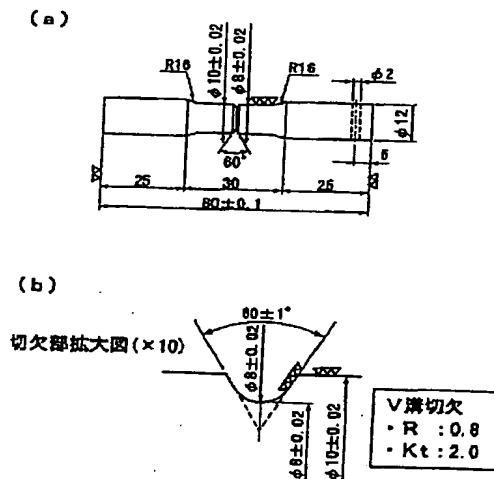
【0052】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、所望のM₇C₃型微細炭化物が多数且つ深く生成しているので、特に表面起点の疲労破壊に対する抵抗力が向上し、耐ピッチング性および耐曲げ疲労耗性に優れた高強度部品を効率よく製造することが可能になった。

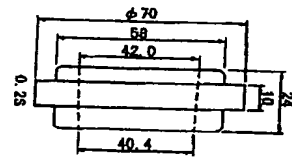
【図1】



【図3】



【図2】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁷

// C22C 38/00

38/18

38/60

識別記号

301

302

F I

C22C 38/00

38/18

38/60

テマコード(参考)

301 N

302 Z